

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЭВОЛЮЦИИ МАКРО- И МИКРОСТРУКТУРЫ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Богатов А.А., Левин И.В.
(ГОУ ВПО «УГТУ-УПИ», ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА»)

В процессе многоступенчатой горячей деформации слитка на каждом переходе добиваются требуемого формоизменения заготовки и последовательного измельчения структуры с целью повышения уровня и однородного распределения механических свойств по объему готового изделия. Экономическая целесообразность приближения размеров литой заготовки к размерам готового изделия повышает актуальность научной проблемы разработки моделей эволюции зеренной структуры при обработке металлов давлением, термомеханической и термической обработке. При создании этих моделей используют физические представления об изменении дислокационной (ДС) и зеренной (ЗС) структур при горячей деформации, полигонизации и рекристаллизации [1-5]. Требуется также знание закономерностей упрочнения и разупрочнения металла в процессе обработки. Особенностью разрабатываемых моделей является их представление в категориях механики сплошных сред, использование результатов решения замкнутой краевой задачи, конечно-элементного моделирования процессов и определения характеристик напряженно-деформированного состояния и температуры во времени и пространстве[5].

1. Физические основы процесса изменения зеренной структуры при деформации, полигонизации и рекристаллизации

В результате пластической деформации даже при высоких температурах в кристаллических зернах возникает сетка взаимно связанных или сплетенных в клубки дислокаций, формируется ячеистая структура. С увеличением степени накопленной деформации плотность дислокаций возрастает на 3-4 порядка, а средние расстояния между дислокациями уменьшается до 10 нм, возрастает сопротивление деформации и повышается потенциальная энергия искаженной кристаллической решетки. Она является движущей силой структурных изменений, которые приводят к уменьшению искажений кристаллической решетки препятствовать их росту. Однако в заключительной стадии обработки необходимо обеспечить условия для полной рекристаллизации всех зерен матричной фазы, исключая наследственность грубой литой структуры. Известны различные модели образования зародышей. Некоторые из них основаны на идее превращения полигонизованных субзерен в будущие центры рекристаллизации.

В соответствии с одной из них образовавшаяся при деформации ячеистая структура при температурах полигонизации в каждом зерне разбивается на отдельные боки (субзерна), разделенные между собой малоугловыми объемными границами. Запасенная в ходе деформации энергия частично расходуется на скольжение или переползание избыточных дислокаций к субграницам, состоящих из объемных сеток, включающих винтовые и краевые дислокации. Под действием температуры происходит сплющивание дислокационных сплетений, превращение их в плоские субграницы и повышается их подвижность. Одновременно увеличивается разориентировка субзерен друг к другу. В процессе рекристаллизации осуществляется миграция подвижных субграниц и

за счет перестройки дислокационной и зеренной структур, а сопротивление деформации уменьшается. Нагрев и повышение температуры деформированного тела способствуют протеканию процессов возврата и рекристаллизации. В первом случае уменьшается концентрация точечных дефектов (отдых), происходит перестройка ДС (полигонизация), а ЗС сохраняется, а во втором – ЗС изменяется, появляются и растут новые зерна с неискаженной структурой. Условно процесс эволюции ЗС подразделяют на два этапа: образование зародышей и рост новых зерен. Очевидно, что для формирования мелкозернистой структуры необходимо повышать скорость образования в деформированной матрице зародышей новых зерен, а также

наблюдается образование новых зерен, свободных от дислокаций, и увеличение их разориентировки.

В соответствии с другой моделью вначале имеет место коалесценция нескольких (до 5-7) субзерен с последующим скольжением и переползанием дислокаций к новым границам, что приводит к увеличению разориентировки зародыша по отношению к деформированной матрице и повышению подвижности границы зародыша. Зародыши новых зерен наиболее «охотно» образуются на большеугловой границе матричного зерна, а основной механизм зародышеобразования – локальная миграция границ, которая обуславливает образование язычков, внутренняя область которых при миграции границы частично очищается от дислокаций, а на границе с зерном появляется субграница с нарастающей разориентировкой. Так при деформации и нагреве возникает новое зерно, примыкающее к границе матричного.

Мартенситная модель основана на предположении, что две области кристаллической решетки путем реакции между частичными дислокациями могут быть включены в процессе сдвига. При этом обе области теряют дефекты кристаллического строения и приобретают новую

ориентацию. Так образуется зародыш нового зерна, отделенной от матрицы подвижной большеугловой границей и способный к самопроизвольному росту. Можно полагать, что зародыш образуется в месте, где свободная энергия системы достигает критического значения, зависящего от места его появления. Наименьшее ее значение характерно для вершины, являющейся общей точкой для четырех зерен матричной фазы, возрастает для ребра, вдоль которого соседствуют три зерна и для поверхности, разделяющей два зерна, или фазы. Наибольшее критическое значение свободной энергии соответствующей гомогенному образованию зародыша, протекающему с равной вероятностью во всех частях системы [2].

Важной кинетической характеристикой процесса рекристаллизации является скорость зарождения (число зародышей новых равновесных зерен (N), образующихся за единицу времени в единице объема), зависящей от активности атомов, участвующих в перестройке зерен. С увеличением температуры и поверхности зародыша после инкубационного периода скорость образования зародышей возрастает, но с течением времени, из-за ослабления энергетического стимула, начинает падать. Процесс рекристаллизации в дальнейшем продолжается за счет роста новых зерен. Повышению величины N способствует увеличение предварительной деформации, плотности дислокаций, протяженности границ зерен матричной фазы, числа и дисперсности нерастворенных частиц примесей и второй фазы. Следует иметь в виду, что атомы примесей преимущественно располагаются на границах зерен и сдерживают их рост. При скоростном нагреве до начала рекристаллизации возврат не успевает произойти, концентрация вакансий не уменьшается и необходимая для формирования зародышей новых зерен скорость диффузии остается высокой, так же как и запасенная в результате пластической деформации внутренняя энергия, что приводит к термодинамическому стимулированию процесса рекристаллизации и увеличению скорости зарождения. Таким образом создаются условия получения мелкозернистой структуры.

Повышение температуры конца горячей прокатки, или отжига, способствует увеличению скорости роста зародышей, связанной с миграцией большеугловых границ и коалесценцией зародышей с близкой кристаллографической ориентировкой. Процесс

рекристаллизации характеризуется долей рекристаллизованного объема $\lambda=1-$

$\exp\left(-\frac{\tau}{t_{50}}\right)^n$, размером рекристаллизованного

зерна $D=B\tau_m$. Здесь t_{50} – время, в течение которого 50% зерен подверглись рекристаллизации, n , B , m – константы материала, τ – время отжига.

2. Феноменологический подход к построению моделей структурного состояния

В основу феноменологических моделей структурного состояния, коэффициенты которых определяются в опытах, положены закономерности упрочнения и разупрочнения металла при обработке. Для большинства процессов высокотемпературной обработки металлов давлением (ОМД) характерным является равновесный процесс деформации, для которого после достижения степенью накопленной деформации (ϵ_u) критического

значения (ϵ_c) сопротивление деформации σ_s определяется только влиянием интенсивности

скорости деформации ($\dot{\epsilon}_u$) и температуры (θ), а обобщенной характеристикой равновесного процесса является параметр Зенера-Холомона $z=$

$\xi_u \exp\left(\frac{Q}{R\theta}\right)$, где Q – энергия активации,

характеризующая релаксационный процесс, соответствует энергии активации. Для большинства процессов ОМД имеет место диапазон значений $\lg z > 10$, для которого справедлива линейная зависимость

$\lg z = \lg A + \frac{\beta}{2,3} \sigma_s$. Запасенная энергия

пластической деформации определяется общей площадью субграниц в единице объема и обратно пропорциональна среднему диаметру субзерна (d), а с другой стороны значением сопротивления деформации, или периметра z . На рис. 1 и 2 показано, что величина диаметра субзерна d обратно пропорциональна σ_s и $\ln z$.

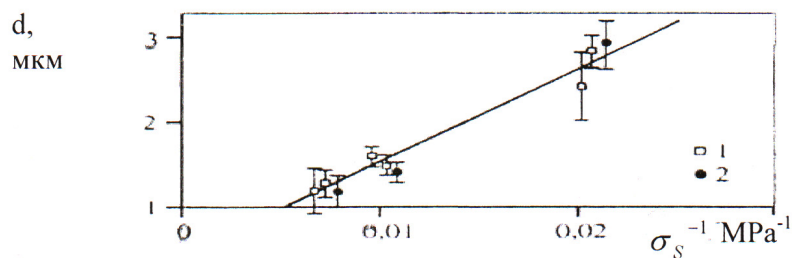


Рис. 1. Зависимость величины субзерна аустенитных сталей 110Х6 (1) и 40Х8Г8 (2) от сопротивления деформации на установившейся стадии горячей деформации при $\theta = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$

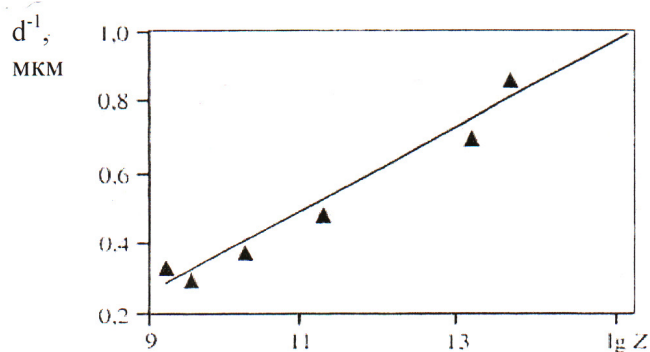


Рис. 2. Зависимость размеров субзерна от параметра Зенера-Холомона для алюминиевого сплава

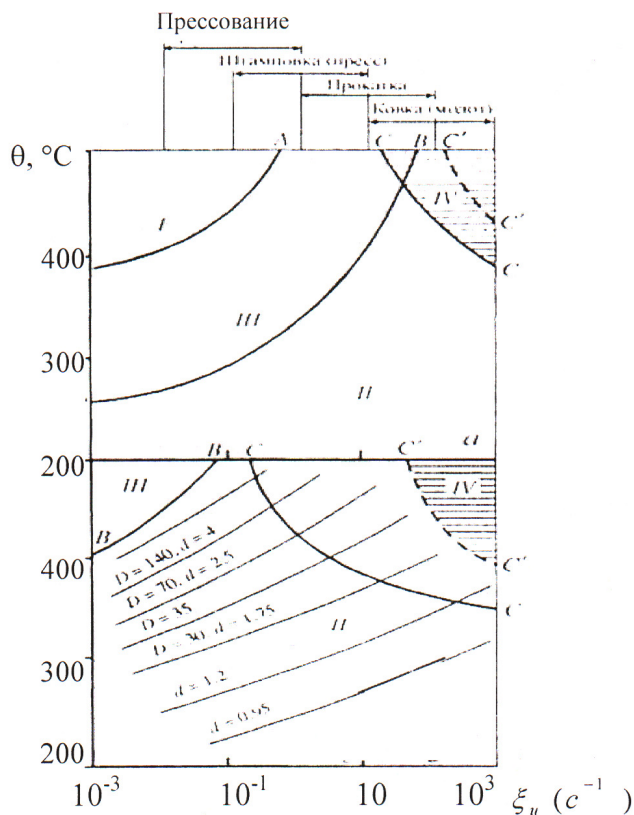


Рис. 3. Примеры диаграмм структурных состояний а – сплав АК 6 (указаны интервалы скорости деформации для разных видов ОМД); б – сплав АК 4-1 (тонкие линии $-Z=\text{const}$, размеры d, D приведены в мкм).

Показано было, что средний диаметр рекристаллизованных зерен (D) пропорционально

зависит от d [4]. На рис. 3 приведена диаграмма структурных состояний для алюминиевых

сплавов. Линии AA, BB и CC соответствуют определенным значениям $\lg z$ и разделяют диаграмму на четыре области, отвечающие различным типам структуры сплава после деформации и термообработки: I – сформировавшейся после динамической рекристаллизации и сохранившейся после термообработки; II – образовавшейся при статической рекристаллизации в ходе последеформационного отжига; III – смешанной структуры; IV – полученной в результате метадинамической, или спонтанной рекристаллизации – характеризует формирование полигонизованной структуры в процессе высокоскоростной и высокотемпературной деформации и рекристаллизации в период охлаждения заготовки после ОМД.

3. Разработка моделей развития макро- и микроструктуры для титановых сплавов

3.1. Моделирование формоизменения, температуры и интенсивности напряжения

Моделирование температурно-скоростных условий, степени накопленной деформации и интенсивности напряжений при протяжке заготовок осуществлялось с помощью программы «Deform 3D» в зависимости от отношения ширины к высоте поперечного сечения b_0/h_0 от 0,57 до 1, относительной величины подачи l_0/b_0 от 0,3 до 0,7 и относительного обжатия $\frac{\Delta h}{h_0}$ от 0,1 до 0,20 с использованием линейного ортогонального плана 2^3 . Целевые функции: степень накопленной деформации ε_u ; скорость деформации ξ_u ; температура θ и интенсивность напряжения σ_u были рассчитаны по семи линиям тока, расположенных в четверти поперечного сечения заготовки и одиннадцати точках по длине очага деформации от $+l$ до $-1,5l$.

3.2. Моделирование упрочнения титановых сплавов

Моделирование осуществлялось на трех типах пластометров: на осадку, кручение и растяжение для пятнадцати различных марок сплавов, в том числе наиболее распространенных: BT-6; BT3-1; BT-22; OT4-1, а также нового высокопрочного сплава 5-5-3. Диапазон варьирования температуры от 600°C до 1250°C; скорости деформации от 10^{-2} до 10^2 , степени накоплений деформации от 0 до 0,8. В результате были установлены критические

значения $\varepsilon_u = \varepsilon_c$ и аппроксимационные зависимости $\sigma_s(\xi_u, \theta)$.

3.3. Исследование макро-микроструктуры сплава Ti-6Al-4V в зависимости от технологииковки

В серийных технологических процессах при ковке величина укова за вынос и режимковки (обжатие – подача за проход) назначают, исходя из требований конкретного технологического этапаковки. Представленная на рис. 4 макро- и микроструктура для биллета диаметром 155 мм удовлетворяет требованиям нормативно-технической документации.

Биллет, изготовленный в $(\alpha+\beta)$ – области с уковом 3,2 (рис. 4,а) имеет матовую структуру с элементами блеска и микроструктуру без границ первоначального β – превращенного зерна с вытянутыми α – пластинами длиной до 20 мкм. Количество α – фазы составляет 50-60%. Биллет, изготовленный в $(\alpha+\beta)$ – области с уковом 5,0 (рис. 4,б) имеет более матовую макроструктуру и микроструктуру преимущественно глобулярного типа с протяженностью α – фазы в пределах 8...12 мкм, что способствует повышению пластичности.

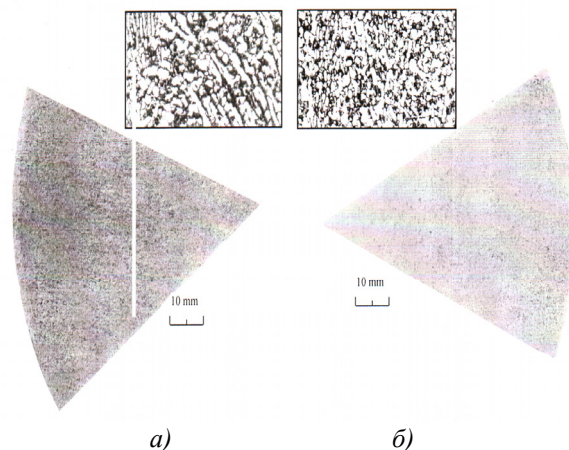


рис. 4. Макро- и микроструктура биллетов сплава Ti6Al4V при укове в $(\alpha+\beta)$ – области, соответствующем 3,2 (а) и 5,0 (б).

Выявлено влияние режимовковки (подача, обжатие) на степень глобулярности α фазы по сечению кованой заготовки с β -превращенной макроструктурой в $(\alpha+\beta)$ области. Особое влияние подачи на характер микроструктуры было установлено для центральной области заготовки и в меньшей степени для периферийной зоны.

Заключение.

В механике обработки металлов давлением успешно используется конечно-элементное моделирование технологических процессов и определяются инвариантные характеристики напряженного и деформированного состояния, а также температура в любой точке очага деформации. Известные модели изменения

дислокационной и зеренной структур при деформации, полигонизации и рекристаллизации позволяют судить об исследуемых процессах на качественном уровне. Феноменологический подход к построению моделей эволюции зеренной структуры, основанной на исследовании закономерности упрочнения и разупрочнения сплавов при деформации, полигонизации и рекристаллизации позволяет найти рациональные температурно-скоростные режимы ОМД с целью формирования требуемой структуры и механических свойств при последующей термообработке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рекристаллизация металлических материалов / Под. Ред. Ф. Хесснера. М.: Металлургия, 1982
2. Кристиансен Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. М.: Мир, 1978
3. Грачев С.В., Бараз В.Р., Богатов А.А., Швейкин В.П. Физическое металловедение. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2001
4. Вайнблат Ю.М. Металлы, 1982. № 2. с. 82
5. Богатов А.А., Левин И.В. Известия ВУЗов. Цветная металлургия, 2006. № 1 с. 34